

Patent Abstracts of Japan

Search Report

E 5575-02

PUBLICATION NUMBER : 2000345302

PUBLICATION DATE : 12-12-00

APPLICATION DATE : 08-06-99

APPLICATION NUMBER : 11160486

APPLICANT : HITACHI METALS LTD;

INVENTOR : TAMURA ISAO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/12

TITLE : MARAGING STEEL HAVING HIGH FATIGUE STRENGTH AND MARAGING STEEL STRIP USING THE SAME

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the fatigue strength of the steel by allowing it to have a specified compsn. contg. C, Si, Mn, P, S, Ni, Mo, Co, Ti, Al and N, and the balance substantial Fe.

SOLUTION: This steel is composed of, by weight,  $\leq 0.008\%$  C,  $\leq 0.1\%$  Si,  $\leq 0.1\%$  Mn,  $\leq 0.010\%$  P,  $\leq 0.005\%$  S, 16 to 20% Ni,  $> 6.0$  to  $9.0\%$  Mo,  $7.0$  to  $< 11.0\%$  Co,  $\leq 0.01\%$  Ti,  $\text{Co}/3 + \text{Mo} + 4\text{Ti}$ :  $8.0$  to  $13.0\%$ ,  $\leq 0.2\%$  Al,  $< 0.005$  to  $0.003\%$  N, and the balance substantial Fe. The steel can easily be subjected to ordinary nitriding treatment since it hardly contains Ti forming a stable oxidized film which has possibility of checking nitriding on the surface. The steel having such compsn. is formed into a strip shape, which is subjected to nitriding treatment under suitable conditions, by which an extremely thin nitriding layer is formed on the surface, and moreover, large compressive residual stress is applied thereon to obtain its sufficient fatigue strength.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(44)

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2000-345302  
(P2000-345302A)

(43) 公開日 平成12年12月12日 (2000. 12. 12)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 38/00 38/12	3 0 2	C 2 2 C 38/00 38/12	3 0 2 N

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 5 頁)

(21) 出願番号	特願平11-160486	(71) 出願人	000005083 日立金属株式会社 東京都港区芝浦一丁目2番1号
(22) 出願日	平成11年6月8日 (1999. 6. 8)	(72) 発明者	上原 利弘 島根県安来市安来町2107番地2 日立金属 株式会社冶金研究所内
		(72) 発明者	田村 庸 島根県安来市安来町2107番地2 日立金属 株式会社冶金研究所内

(54) 【発明の名称】 高疲労強度を有するマルエージング鋼ならびにそれを用いたマルエージング鋼帯

(57) 【要約】

【課題】 高疲労強度を有するマルエージング鋼ならびに該マルエージング鋼からなるマルエージング鋼帯を提供する。

【解決手段】 重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:16~20%、Mo:6.0%を超え9.0%以下、Co:7.0以上11.0%未満、Ti:0.01%以下、Co/3+Mo+4Ti:8.0~13.0、Al:0.2%以下、N:0.005%未満、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなる高疲労強度を有するマルエージング鋼。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:16~20%、Mo:6.0%を超え9.0%以下、Co:7.0%以上11.0%未満、Ti:0.01%以下、 $Co/3+Mo+4Ti$ :8.0~13.0、Al:0.2%以下、N:0.005%未満、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなることを特徴とする高疲労強度を有するマルエージング鋼。

【請求項2】 重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:17.5を超え19.0%以下、Mo:6.5~9.0%、Co:7.0%以上11.0%未満、Ti:0.01%以下、 $Co/3+Mo+4Ti$ :8.0~11.0、Al:0.2%以下、N:0.004%以下、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなることを特徴とする高疲労強度を有するマルエージング鋼。

【請求項3】 重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:17.5を超え19.0%以下、Mo:6.0%を超え9.0%以下、Co:7.0%以上9.0%未満、Ti:0.01%以下、 $Co/3+Mo+4Ti$ :8.0~11.0、Al:0.2%以下、N:0.004%以下、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなることを特徴とする高疲労強度を有するマルエージング鋼。

【請求項4】 重量%にて、B:0.01%以下を含むことを特徴とする請求項1乃至3の何れかに記載の高疲労強度を有するマルエージング鋼。

【請求項5】 請求項1乃至4の何れかに記載のマルエージング鋼の表面に表面に窒化層が形成され、表面に圧縮残留応力を付与したことを特徴とするマルエージング鋼帯。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用無段変速機等に使用される動力伝達用ベルトのような高疲労強度が要求される部材に使用されるのに適した高疲労強度を有するマルエージング鋼に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】マルエージング鋼は、2000MPa前後の非常に高い引張強さをもつため、高強度が要求される部材、例えば、ロケット用部品、遠心分離機部品、航空機部品、自動車エンジンの無段変速機用部品、金型、等種々の用途に使用されている。その代表的な組成には、18%Ni-8%Co-5%Mo-0.4%Ti-0.1%Al-bal.Feが挙げられる。そして、マルエージング鋼は、強化元素として、Mo、Tiを適量含んでおり、時効処理を行うことによって、Ni<sub>3</sub>Mo、Ni<sub>3</sub>Ti、Fe<sub>3</sub>Mo等の金属間化合物を析出させて高強度を得ることのできる鋼である。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、マルエージング鋼は、非常に高引張強度が得られる一方、疲労強度に関しては必ずしも高くない。疲労強度は一般に、硬さ、

引張強さに比例して上昇する傾向があるが、硬さは約400HV以上、引張強さが約1200MPa以上の高強度材では、硬さ、引張強さが上昇しても疲労強度は上昇しなくなり、マルエージング鋼も例外ではない。そこで高い疲労強度が得られるマルエージング鋼が望まれていた。本発明は、高疲労強度を有するマルエージング鋼ならびに該マルエージング鋼からなるマルエージング鋼帯を提供することを目的とするものである。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】従来の高強度鋼では、例えば日本機械学会論文集A64巻2536~2541頁に開示されるように、低サイクル域で疲労破壊する場合には、疲労破壊は表面を起点としたき裂発生、伝播によって起こることが知られている。また、従来、疲労限と考えられていた10の7乗回を超える超高サイクル域においては、疲労破壊は表面を起点とせず、内部の介在物を起点として起こることが知られている。表面起点の破壊による疲労強度は、表面に圧縮残留応力を与えることによって改善することができ、また、内部起点の破壊による疲労強度は介在物を微細化することで改善できると考えられる。

【0005】本発明者は上述した問題を解決すべく、鋭意研究を行なった結果、表面起点の疲労強度向上には、適切な窒化処理を施し、表面に大きな圧縮残留応力与えることが有効であると判断した。また、本発明者は従来のマルエージング鋼の内部起点の疲労破壊の起点を詳細に分析を行った結果、起点となった箇所には介在物の存在を確認し、その介在物はTiN(またはTi(C、N))であることを知見した。この結果、TiN(またはTi(C、N))の介在物を無くすることが疲労強度向上に有効であると判断した。TiNを無くすには、TiまたはNを低減することが有効であるが、極端なNの低減は量産溶解設備では限界があり、また製造コストも大きく上昇する可能性がある。

【0006】一方、Tiを大幅に低減すればTiNを低減でき、TiN量の減少、微細化が達成できると考えられる。しかし、Tiはマルエージング鋼の重要な強化元素であり、単純にTi量を低下させると、強度が大きく低下してしまう。Tiを低減したマルエージング鋼としては、特開平10-152759号に開示される靱性に優れたマルエージング鋼、特開平1-142052号に開示される継目無金属ベルト及びその製造方法が知られている。しかし、特開平10-152759号では、Nを靱性向上のために0.005~0.03%の範囲で、むしろ積極的に添加している。また、特開平1-142052号では、Mo量が3~6%の範囲を提案しており、既存のTiを含むマルエージング鋼と同レベルである。

【0007】本発明者は、疲労強度向上に有害な介在物TiN低減のためにTi、Nをともに低く抑え、かつTi低減による引張強度低下をMoを増加させること、および $Co/3+Mo+4Ti$ の値を適正範囲に限定することによって大幅な合金元素の増加なしに補うことができることを見出した。

また、Ti量は窒化処理後の表面硬さに対してあまり影響を及ぼさないが、窒化による表面圧縮残留応力の絶対値はTi量が少ない方が、またMo量が多い方が大きくなることを新規に見出し、本発明に到ったものである。

【0008】すなわち、本発明の第1発明は、重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:16~20%、Mo:6.0%を超え9.0%以下、Co:7.0%以上11.0%未満、Ti:0.01%以下、Co/3+Mo+4Ti:8.0~13.0、Al:0.2%以下、N:0.005%未満、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなる高疲労強度を有するマルエージング鋼である。

【0009】第2発明は、重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:17.5を超え19.0%以下、Mo:6.5~9.0%、Co:7.0%以上11.0%未満、Ti:0.01%以下、Co/3+Mo+4Ti:8.0~11.0、Al:0.2%以下、N:0.004%以下、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなる高疲労強度を有するマルエージング鋼である。

【0010】また、第3発明は、重量%にて、C:0.008%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.1%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Ni:17.5を超え19.0%以下、Mo:6.0%を超え9.0%以下、Co:7.0%以上9.0%未満、Ti:0.01%以下、Co/3+Mo+4Ti:8.0~11.0、Al:0.2%以下、N:0.004%以下、O:0.003%以下、残部は実質的にFeからなる高疲労強度を有するマルエージング鋼である。また、本発明のマルエージング鋼は、重量%にて、B:0.01%以下を含むことができる。また、上述したマルエージング鋼を用いてなる本発明のマルエージング鋼帯は、適正な窒化処理によって表面に窒化層を形成させ、表面に圧縮残留応力を付与することができる。

#### 【0011】

【発明の実施の形態】以下に本発明における各元素の作用について述べる。Cは、Ti、Moと炭化物、炭窒化物を形成して、析出すべき金属間化合物を減少させて強度を低下させるため、低く抑える必要がある。このような理由からCは0.008%以下とした。Si、Mnは、O、S等と結合して介在物を形成し、疲労強度を低下させることから、いずれも0.10%以下に抑える。

【0012】P、Sは、旧オーステナイト粒界に偏析したり、介在物を形成したりすることで、マルエージング鋼を脆化させ、疲労強度を低下させる有害な元素であるため、Pは0.01%以下、Sは0.005%以下とした。Niは、マルエージング鋼の基体組織である低Cマルテンサイト組織を形成させるため、少なくとも16%は必要であるが、20%を超えるとオーステナイト組織が安定化し、マルテンサイト変態を起こしにくくなることから、Niは16~20%とした。さらに望ましくは17.5%を超え19.0%以下がよい。

【0013】Moは、時効処理時に $Ni_3Mo$ 、 $Fe_3Mo$ 等の微細な金属間化合物を形成し、析出強化に寄与する重要な元素である。Tiも同様に時効析出によって強化に寄与する

元素であるが、Tiを低く抑えると、Tiによる引張強度の低下分をMoの添加量を増すことによって補う必要がある。また、Moは窒化による表面の硬さおよび圧縮残留応力を大きくするために有効な元素である。このためのMoは、6.0%以下では引張強度低下分を補うには不十分であり、一方、9.0%より多いとFe、Moを主要元素とする粗大な金属間化合物を形成しやすくなるため、Moは6.0%を超え、9.0%以下とした。望ましくは、6.5~9.0%がよい。

【0014】Coは、マトリックスのマルテンサイト組織の安定性に大きく影響することなく、時効析出温度域でのMoの固溶度を低下させることによって微細なMoを含む金属間化合物の析出を促進し、時効強化に寄与する重要な元素である。Coは7.0%より少ないと十分な効果が得られず、一方、11.0%以上では強度が高くなり過ぎて靱性が低下する傾向があることから、Coは7.0%以上11.0%未満とした。望ましくは、7.0%以上9.0%未満がよい。

【0015】Tiは、本来、マルエージング鋼における重要な強化元素の一つであるが、同時に介在物であるTiNまたはTi(C、N)を形成して、特に超高サイクル域での疲労強度を低下させる有害元素でもあるので、疲労強度を重視する場合には、不純物として低く抑える必要がある。また、Tiは表面に薄くて安定な酸化膜を形成しやすく、この酸化膜が形成されると窒化反応を阻害するため、十分な窒化表面の圧縮残留応力が得られにくくなる。窒化を容易に行うために、また窒化後の表面の圧縮残留応力を大きくするために、Tiは有害な不純物元素であり、低く抑える必要がある。Tiは、0.01%より多いとTiNまたはTi(C、N)の低減に十分な効果が得られず、また安定な酸化膜を表面に形成しやすくなることから、Tiは0.01%以下とした。望ましくは0.005%以下がよい。

【0016】Co、MoおよびTiは、ともにマルエージング鋼における主要な強化元素であるが、その強化への寄与は同じではなく、CoおよびTiによる強化分はMoによる強化分のそれぞれ1/3および4である。したがって、Co、Moによる強化はCo/3+Mo+4Tiで整理できる。Co/3+Mo+4Tiの値が8.0%より少ないと強度が十分でなく、一方、13.0%を超えると強度が高くなりすぎ、靱性低下の恐れがあることから、Co/3+Mo+4Tiは、8.0~13.0%とした。望ましくは、8.0~11.0%がよい。

【0017】Alは、脱酸のために少量添加されるが、0.2%より多いと $Al_2O_3$ 介在物を多く形成して疲労強度を低下させるので、Alは0.2%以下とした。Nは、Tiと結合してTiNまたはTi(C、N)の介在物を形成して、特に超高サイクル域での疲労強度を低下させる不純物元素である。Tiを含むマルエージング鋼では、粗大なTiNまたはTi(C、N)の形成を防ぐため、Nを大幅に低く抑える必要がある。しかし、Tiをほとんど含まないマルエージング鋼ではNは通常の真空溶解で混入する量でも悪影響が少ないことから、0.005%以下とした。望ましくは、0.004%以下がよい。さらに望ましくは、0.002%以下がよい。

【0018】Bは、酸化物系介在物を形成して靱性、疲労強度を低下させる不純物元素であるので、0.003%以下に制限した。Bは、旧オーステナイト結晶粒を微細化して強化に寄与する元素であり、必要に応じて添加する。Bが0.01%より多いと靱性が低下することから、Bは0.01%以下とした。

【0019】本マルエージング鋼は、窒化を阻害する可能性のある安定な酸化膜を表面に形成するTiをほとんど含まないため、通常のガス窒化、ガス軟窒化、浸硫窒化、イオン窒化、等の種々の窒化処理が容易にできる。また、上述の本発明で規定する化学組成範囲内に調整されたマルエージング鋼を、例えば自動車エンジンの無段変速機用部品に適用できるように、帯状に形成し、本マルエージング鋼帯に適当な条件で窒化処理を行うと、窒化物をほとんど形成することなく表面に20~40 $\mu$ m程度の薄い窒化層を形成でき、表面に大きな圧縮残留応力を付与でき、十分な疲労強度を得ることができる。なお、表面の圧縮残留応力は高い方が好ましいが、そのコントロールは窒化層の厚みを適宜調整することで可能である。

#### 【0020】

【実施例】本発明鋼および比較鋼を真空誘導溶解炉で溶解し、10kgのインゴットを作製し、熱間鍛造した。さらに熱間圧延、冷間圧延によって約0.3mm厚さの帯材を作製した。その後、825℃で固溶化処理を行ない、さらに490℃で時効処理を行なった後に、450~460℃において窒化深さが20~40 $\mu$ mとなるような条件でイオン窒化およびガス軟窒化を行った。表1に本発明鋼No.1~9、比較鋼No.21~24の化学組成を示す。また、表2に各試料を時効した後の内部硬さ、窒化処理後の表面硬さ、および窒化処理後の表面の残留応力を示す。ここで、表2中の残留応力の符号は、+が引張、-が圧縮を表しており、全て圧縮残留応力である。なお、表には示さないが、上記の本発明鋼および比較鋼の断面にて、電子顕微鏡とエックス線分析装置を用いて、微細介在物の観察、分析を行い、比較鋼No.22を除いた全ての試験片でTiNやTi(C、N)の介在物の量が極めて少ない量であったことを確認した。

#### 【0021】

【表1】

鋼No.	(wt%)															備考
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Co	Ti	Al	N	O	B	Fe	Co/3+Mo+4Ti	
1	0.005	0.01	0.02	0.003	0.001	17.9	6.1	8.9	0.003	0.09	0.0010	0.0008	-	bal.	9.1	本発明鋼
2	0.004	0.01	0.01	0.001	0.001	18.1	6.5	8.7	0.004	0.12	0.0012	0.0007	-	bal.	9.4	本発明鋼
3	0.007	0.01	0.01	0.002	0.001	18.2	6.9	9.1	0.002	0.10	0.0005	0.0009	-	bal.	9.9	本発明鋼
4	0.006	0.02	0.02	0.003	0.002	18.5	7.2	8.8	0.003	0.11	0.0009	0.0006	-	bal.	10.1	本発明鋼
5	0.004	0.03	0.01	0.002	0.001	18.3	7.6	8.3	0.005	0.08	0.0004	0.0007	-	bal.	10.4	本発明鋼
6	0.005	0.02	0.03	0.001	0.002	17.6	8.4	7.1	0.003	0.14	0.0016	0.0008	-	bal.	10.8	本発明鋼
7	0.004	0.03	0.02	0.003	0.002	18.8	8.8	8.6	0.005	0.12	0.0021	0.0009	-	bal.	11.7	本発明鋼
8	0.006	0.01	0.01	0.004	0.001	18.4	7.1	9.7	0.006	0.10	0.0018	0.0010	-	bal.	10.4	本発明鋼
9	0.007	0.01	0.02	0.002	0.002	18.2	6.8	8.7	0.004	0.09	0.0008	0.0006	0.0011	bal.	9.7	本発明鋼
21	0.006	0.01	0.02	0.003	0.001	18.3	5.1	8.1	0.006	0.12	0.0011	0.0009	-	bal.	7.8	比較鋼
22	0.003	0.01	0.03	0.004	0.001	18.5	7.4	9.3	0.54	0.13	0.0016	0.0011	-	bal.	12.7	比較鋼
23	0.006	0.03	0.02	0.001	0.001	18.4	9.9	14	0.004	0.10	0.0007	0.0007	-	bal.	14.5	比較鋼
24	0.005	0.01	0.01	0.002	0.002	17.7	6.1	5.1	0.009	0.08	0.0011	0.0009	-	bal.	7.8	比較鋼

#### 【0022】

【表2】

鋼No.	内部硬さ HV	イオン窒化		ガス軟窒化		備考
		表面硬さ HV	表面残留応力 (MPa)	表面硬さ HV	表面残留応力 (MPa)	
1	562	880	-1196	855	-1225	本発明鋼
2	579	901	-1205	867	-1254	本発明鋼
3	604	922	-1191	884	-1296	本発明鋼
4	615	937	-1204	892	-1302	本発明鋼
5	628	958	-1225	902	-1315	本発明鋼
6	650	997	-1278	920	-1352	本発明鋼
7	683	1021	-1218	945	-1371	本発明鋼
8	623	934	-1167	895	-1261	本発明鋼
9	591	917	-1206	878	-1317	本発明鋼
21	494	827	-986	816	-1042	比較鋼
22	711	1019	-1021	914	-1048	比較鋼
23	819	1088	-1008	1020	-992	比較鋼
24	498	874	-1046	828	-1104	比較鋼

(注)残留応力の符号は+が引張、-が圧縮を示す。

【0023】表2より、本発明鋼No.1~9はいずれも時効後の内部硬さが500HV以上であり、マルエージング鋼として十分な強度をもっており、かつ、イオン窒化、ガス軟窒化のいずれの窒化のよっても高い表面硬さと大きな表面圧縮残留応力をもつことがわかる。一方、MoとCo/3+Mo+4Tiの値が低い比較鋼No.21は、時効後の内部硬さおよび窒化処理後の圧縮残留応力が小さく、またCoとCo/3+Mo+4Tiの値が低い比較鋼No.24は、時効後の内部硬さが400HV台であり、強度がやや不十分である。また、Mo、CoおよびCo/3+Mo+4Tiの値がともに高い比較鋼No.23およびTiが高い比較鋼No.22は、窒化処理後の圧

縮残留応力が小さく、大きな圧縮残留応力を得ることが難しいことがわかる。

【0024】

【発明の効果】以上説明したように本発明のマルエージング鋼は、高強度と窒化処理後の表面の高硬度および大きな圧縮残留応力を得ることができることから、自動車用無段変速機等に使用される動力伝達用ベルトのような高疲労強度が要求される部材に使用されると、長い疲労寿命を有することができる等、工業上顕著な効果をもつことが予想される。

【手続補正書】

【提出日】平成11年12月20日(1999.12.20)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0017

【補正方法】変更

【補正内容】

【0017】Alは、脱酸のために少量添加されるが、0.2%より多いとAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 介在物を多く形成して疲労強度を低

下させるので、Alは0.2%以下とした。Nは、Tiと結合してTiNまたはTi(C, N)の介在物を形成して、特に超高サイクル域での疲労強度を低下させる不純物元素である。Tiを含むマルエージング鋼では、粗大なTiNまたはTi(C, N)の形成を防ぐため、Nを大幅に低く抑える必要がある。しかし、Tiをほとんど含まないマルエージング鋼ではNは通常の真空溶解で混入する量でも悪影響が少ないことから、0.005%未満とした。望ましくは、0.004%以下がよい。さらに望ましくは、0.002%以下がよい。

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**